



Endommagement sous choc dans les métaux : mesure et prédiction

Joëlle Bontaz-Carion, Michel Nicollet, Philippe Manczur, Yves-Patrick Pellegrini, Jean-Claude Protat, Laurent Berthe, Marco Di Michiel, Elodie Boller

► To cite this version:

Joëlle Bontaz-Carion, Michel Nicollet, Philippe Manczur, Yves-Patrick Pellegrini, Jean-Claude Protat, et al.. Endommagement sous choc dans les métaux : mesure et prédiction. Fifth International Symposium High Dynamic Pressures (HDP V), Jun 2003, St-Malo, France. pp.351-362. cea-00413008

HAL Id: cea-00413008

<https://hal-cea.archives-ouvertes.fr/cea-00413008>

Submitted on 2 Sep 2009

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Endommagement sous choc dans les métaux : mesure et prédiction

J. Bontaz-Carion¹, M. Nicollet¹, P. Manczur¹, Y.-P. Pellegrini¹, J.-C. Protat¹,
L. Berthe², E. Boller³, M. Di Michiel⁴

¹CEA-DAM Ile de France, BP.12, F-91680 Bruyères le Châtel, France.

²CLFA/LALP (UPR CNRS n°1578), 16 bis Avenue Prieur côte de la d'or, F- 94114 Arcueil, France.

³ESRF ID19, ⁴ESRF ID15, BP 220, F-38043 Grenoble, France.

Résumé : Des chocs en impact de plaques (Al/Cu et Al/Ta) et en impact laser sur Al et Ta sont restitués au moyen d'une extension viscoplastique du modèle de Gurson. L'introduction de la viscosité dans le modèle permet de rendre compte d'impacts à des vitesses différentes. Les niveaux d'endommagement des cibles sont analysés à partir de tomographies des cibles effectuées à l'ESRF. Pour un choc laser sur Al, la courbe de distribution en volume des pores suit une loi de puissance aux grands volumes.

Abstract : Shocks by means of plate impact (Al/Cu and Al/Ta) and laser impact on Al and Ta are reproduced with a viscoplastic extension of the Gurson model. Introduction of viscosity in the model allows to account for impacts at different velocities. Damage levels in the targets are analysed through microtomography measurements at the ESRF. On a laser shock on Al, the pore volume distribution curve is of the power-law type at large volumes.

Introduction

Les métaux ductiles soumis à de fortes ondes de choc s'endommagent dynamiquement par croissance de pores, l'endommagement pouvant aller jusqu'à l'écaillage. Cet état est souvent obtenu par deux méthodes expérimentales différentes : projection de plaque [1] et plus récemment par impact laser [2-3]. Le niveau d'endommagement dans la cible impactée influe sur la vitesse de la face opposée à l'impact de la cible. Cette vitesse de surface libre (V_{sl}) est mesurée soit par technique d'Interférométrie Doppler-Laser (IDL) oblique dans le cas des chocs de plaques [4], soit préférentiellement par VISAR (Velocity Interferometer System for Any Reflector), mais aussi par IDL, dans le cas des chocs laser brefs [2-3]. La courbe de V_{sl} en fonction du temps est caractéristique du niveau d'endommagement atteint dans la cible, qui dépend de l'intensité du choc imposé et de sa durée d'application. Durant le choc, le lien dynamique entre V_{sl} et endommagement est actuellement établi via des modèles de comportement dynamique utilisant une variable d'état interne de porosité [1,2,5-7], fondés ou non sur une approche de transition d'échelle micro-macro (homogénéisation). Il dépend donc du modèle employé. Toutefois, de nouvelles perspectives théoriques d'analyse dynamique du phénomène, à une échelle bien inférieure cependant, se sont récemment ouvertes avec les simulations d'impact par dynamique moléculaire [8]. Afin d'améliorer la compréhension de la cinétique de d'endommagement, et d'évaluer le degré de prédiction des modèles, il est important, à défaut de disposer de mesures de la porosité en temps réel, de disposer au moins de mesures précises de la porosité dans l'échantillon après qu'il a subi le choc. La microtomographie par rayons X [9,10] fournit une alternative séduisante à la technique de coupes métallographiques successives de l'échantillon, alternées avec des étapes de comptage des pores par plan de coupe [12,14]. Les polissages successifs sont en effet susceptibles d'altérer la porosité observée s'ils ne sont menés avec soin. La reconstruction tri-dimensionnelle des tomographies permet au contraire de disposer d'une image globale de la porosité sur des zones statistiquement représentatives, pouvant subir des traitements automatiques ultérieurs (porosité moyenne le long de l'axe du choc, distribution en taille des pores, de leur anisotropie, etc.). Les données expérimentales issues de microtomographie sont donc importantes dans la démarche de validation d'un modèle.

Nous présentons dans cet article quelques expériences d'impact, par impact de plaques (sur cuivre et tantale) et par impact laser (sur tantale et aluminium), leur restitution par calcul, et les mesures de porosité par tomographie associées dont nous disposons, effectuées sur le synchrotron de troisième génération de l'European Synchrotron Radiation Facility (ESRF) sur les lignes de lumière ID15 ou ID19. Dans ces expériences d'impact, les taux de déformation $d\epsilon/dt$ sont de l'ordre de 10^6 s^{-1} , les pressions sont de l'ordre de 10 GPa, et les vitesses d'impact de plaques sont de l'ordre de quelques centaines de m/s. Le temps τ d'application du choc dépend du moyen expérimental utilisé. Il varie de 1 μs à 100 ns pour les impacts de plaques, et peut descendre jusqu'à 10 ns dans les impacts laser. Le modèle utilisé pour les calculs (modèle GursonViscoPlastique, ou GVP) est une extension viscoplastique de type Bingham [6] du modèle de Gurson [5]. Nous le décrivons maintenant.

1. Le modèle Gurson ViscoPlastique (GVP)

Les calculs présentés dans cette contribution sont effectués avec le modèle GVP [7], implanté dans un code hydrodynamique lagrangien, en configuration *unidimensionnelle* selon l'axe d'impact. Le modèle GVP diffère

du modèle de Gurson essentiellement par l'ajout de contributions visqueuses aux contraintes macroscopiques en régime de déformation plastique. En particulier, sa surface de limite élastique est la même. Le comportement plastique du matériau sain est décrit par une loi viscoplastique de Bingham du type $\sigma_{eq} = Y_0 + \eta_0 \dot{d}_{eq}^p$, où σ_{eq} est la norme de Mises de la contrainte microscopique, où \dot{d}_{eq}^p est la norme déviatoire du taux de déformation plastique microscopique, où Y_0 est la limite d'élasticité, et où η_0 est une viscosité linéaire déviatoire. La procédure d'homogénéisation, fondée sur le modèle de la sphère creuse, fournit, en plus de la surface limite du modèle de Gurson [5], deux viscosités linéaires effectives (une déviatoire, $\eta(\phi)$, et une sphérique, $\zeta(\phi)$) proportionnelles à η_0 et dépendant de la porosité ϕ [6]. Le modèle est complété par une loi d'élasticité linéaire isotrope. La dépendance en porosité des modules élastiques effectifs est compatible avec la procédure d'homogénéisation utilisée dans la partie viscoplastique (formule de Hashin-Shtrikman pour le module de compressibilité – exacte pour la sphère creuse, et borne supérieure de Voigt pour le module de cisaillement). Le modèle est par ailleurs couplé à l'équation d'état du matériau d'une manière permettant de retrouver le module d'élasticité linéaire effectif dans le régime linéaire de basse pression [7]. La dépendance en température des modules d'élasticité et de viscosité, ainsi que l'écrouissage, sont ignorés dans l'implantation utilisée ici. Comme la majorité des modèles du type « Gurson », le modèle requiert une porosité initiale ϕ_0 censée représenter les défauts dans le matériau avant endommagement. Nous n'avons pas introduit de contribution de nucléation à la loi d'évolution de la porosité, ni utilisé d'accélérateur de porosité, afin de limiter le nombre de paramètres d'ajustement. En cas de compression, la décroissance de la porosité s'effectue de manière symétrique à sa croissance. On interdit néanmoins que la porosité descende au-dessous de ϕ_0 . La loi viscoplastique macroscopique utilisée en pression positive $P > 0$ quand ϕ atteint ϕ_0 est alors $\Sigma_{eq} = Y_0 (1 - \phi_0) + \eta(\phi_0) D_{eq}^p$, (loi de Bingham macroscopique) qui se raccorde à la loi de Gurson viscoplastique à $P = 0$, mais est indépendante de P . Dans les calculs d'impact de plaques présentés ci-dessous, le modèle n'est appliqué qu'à la cible, l'impacteur étant décrit par son équation d'état « bulk ».

2. Impact de plaques sur cuivre et tantale

En impact de plaque, un projectile (l'impacteur) est projeté au moyen d'un canon sur une cible ajustée sur un disque de PMMA. La Vsl de la cible est mesurée par visée IDL oblique [4], qui autorise la récupération de la cible pour analyse.

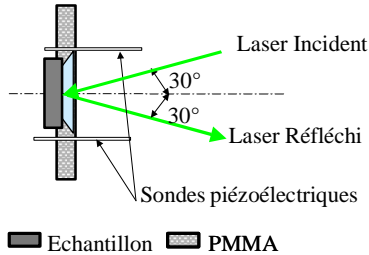


Fig. 1. Dispositif expérimental utilisé pour les mesures de vitesse dans les impacts de plaques.

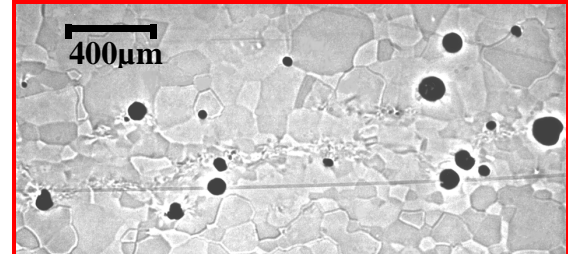


Fig. 2. Micrographie optique d'une coupe d'un échantillon de tantale impacté à 528 m/s.

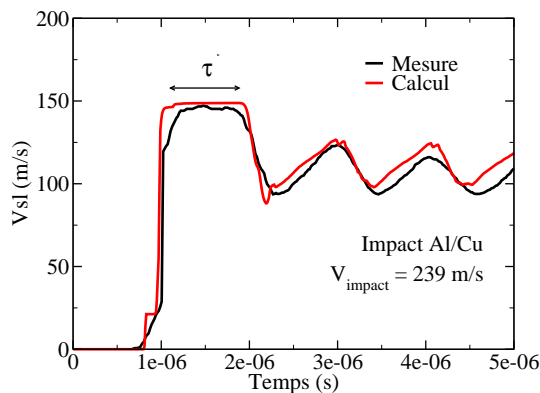


Fig. 3. Vitesse de surface libre d'un échantillon de cuivre impacté à 239 m/s. Mesure (noir) ; calcul GVP (rouge). τ désigne le temps d'application du choc.

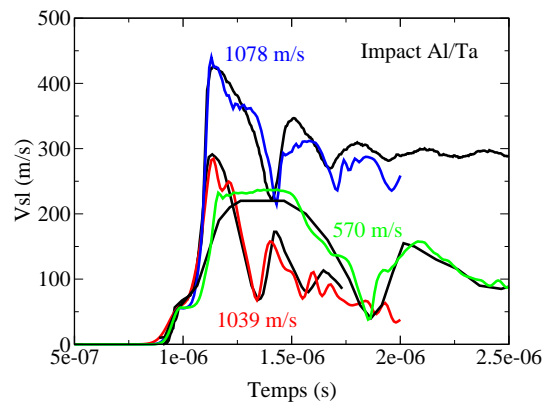


Fig. 4. Vitesse de surface libre de trois échantillons de tantale impactés à différentes vitesses (570 m/s, 1039 m/s, 1078 m/s). Calcul (vert, rouge, bleu), mesures (noir).

La vitesse d'impact et l'inclinaison du projectile sont mesurées par sondes piézoélectriques à l'aide d'un dispositif positionné en sortie de bouche du canon, illustré en fig 1. La fig. 2 offre une vue en microscopie optique d'une coupe transversale d'un échantillon de tantale impacté à 528 m/s, où l'endommagement apparaît sous forme de pores quasi-sphériques bien séparés. La courbe de Vsl de la fig. 3 est issue d'un impact Al/Cu à 239 m/s. L'impacteur en AU4G est d'épaisseur 3.5 mm, la cible en CuC2 est d'épaisseur 3.9 mm. Le temps de maintien de la pression est $\tau=0.8 \mu s$. Le calcul par le modèle GVP utilise les paramètres $\phi_0=3 \cdot 10^{-4}$, $Y_0=220 \cdot 10^6$ Pa, $\eta_0=55$ Pa.s. La fig. 4 présente des résultats analogues d'impacts Al/Ta sur des cibles de tantale d'épaisseur 3.95 mm par des projectiles en aluminium d'épaisseurs 2. mm, 0.5 mm, 1. mm à des vitesses respectives de 570 m/s, 1039m/s et 1078 m/s. Les paramètres du modèle sont $\phi_0=10^{-6}$, $Y_0=900 \cdot 10^6$ Pa, $\eta_0=30$ Pa.s dans les trois cas. Le modèle restitue globalement bien les courbes de Vsl des différents tirs, dans cette configuration.

La procédure d'acquisition des données micro-tomographiques sur les cibles récupérées après impact est la suivante. Dans la cible sont prélevés des échantillons sous forme de bâtonnets suffisamment fins pour être tomographiés. L'absorption du rayonnement régit en effet la détection des défauts dans la matière. Selon la loi de Lambert, la proportion de photons transmis dépend du coefficient d'absorption et de l'épaisseur de l'échantillon ainsi que de l'énergie du faisceau. L'optimisation de ces trois paramètres permet d'obtenir une radiographie bien contrastée. Les exemples ci-dessous concernent la cible de cuivre de la fig. 3, dans laquelle a été prélevée un échantillon de taille 1,4 mm x 1,4 mm x 3 mm tomographié sur la ligne ID19. L'énergie requise était alors de 55 KeV, la transmission obtenue étant de 12 %. Une radiographie préliminaire, où les pores sont bien visibles (zones claires), permet de positionner le faisceau sur la zone d'endommagement préalablement à l'acquisition définitive.

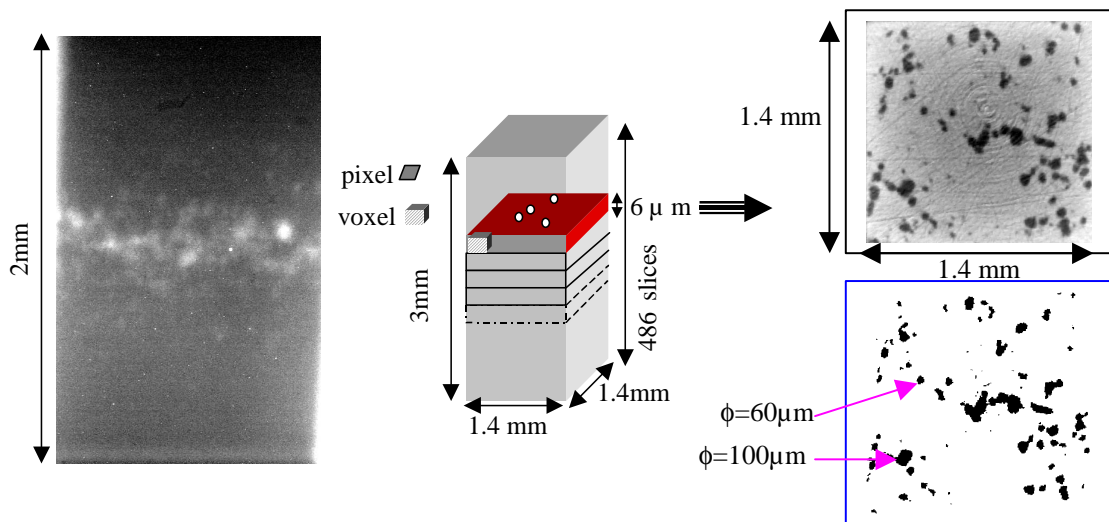


Fig. 5. Principe des mesures micro-tomographiques. Une radiographie préliminaire permet le repérage de la zone endommagée dans l'échantillon ; après acquisition définitive, la tomographie est reconstruite sous forme d'un empilement de slices. Ces dernières, en niveaux de gris, sont traitées de façon à produire une image binaire des pores. Ici, ϕ désigne le diamètre des pores.

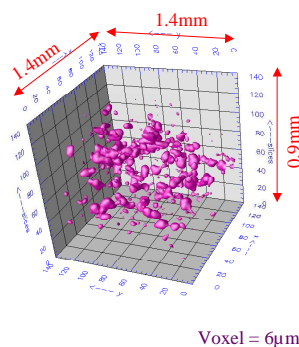


Fig. 6. Visualisation 3D en voxels ($6 \mu m$ de côté) de la répartition spatiale des pores dans l'échantillon de cuivre.

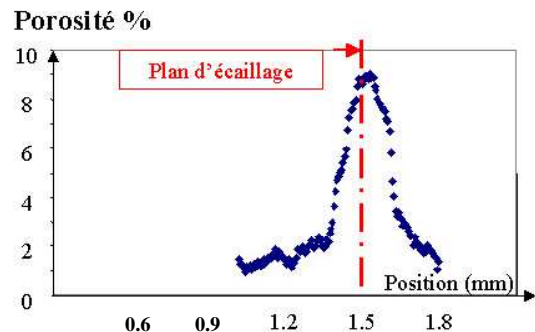


Fig. 7. Courbe de porosité expérimentale selon l'axe de l'impact, dans l'échantillon de cuivre..

Cette dernière consiste en une série de radiographies effectuées pour des angles de rotation de l'éprouvette de 0° à 180°. Ces données sont ensuite utilisées [10] pour reconstruire 486 coupes virtuelles bidimensionnelles horizontales (slices) de 1024 x 1024 pixels (résolution de la caméra numérique utilisée), cf. Fig. 5. L'épaisseur d'une slice est égale à la taille du pixel, qui définit la résolution de la mesure (6 µm dans cette expérience). La représentation tri-dimensionnelle du milieu, par empilement des slices, admet comme unité des voxels (« pixels cubiques ») de même taille.

La zone endommagée (fig. 6) révèle un ensemble de pores de diamètre variable, de quelques µm jusqu'à la centaine de µm. La courbe de porosité (fig. 7) est obtenue par traitement morphologique de segmentation [9] sur chaque slice. On en tire une image binaire en pixels noir et blanc permettant de quantifier la porosité moyenne de la slice (rapport surface des pores / surface totale). Sur la fig. 5, l'image choisie se situe dans la zone la plus endommagée, et fournit après traitement une porosité de 0,09. Traçant la porosité issue du calcul GVP (non montré ici, mais cf. [10]), on constate que le modèle permet de bien reproduire la localisation et la largeur de la zone endommagée. Pourtant, la porosité ne se stabilise pas au cours du calcul, et continue de croître (non montré ici) [10]. Le phénomène a déjà été noté par d'autres auteurs [12] sur un modèle différent. En revanche, lors du calcul d'impacts laser, détaillés dans la section suivante, le calcul évolue de façon plus satisfaisante, la porosité atteignant un état asymptotique bien défini.

Nous concluons cette section en présentant des tomographies préliminaires (fig. 8) de zones des échantillons de tantale (effectuées sur la ligne ID15 de l'ESRF) issus des expériences de la fig. 4. Ces deux tomographies ne peuvent à elles seules servir à déduire des courbes de porosité pertinentes en raison de la grosseur des pores et de leur trop petit nombre. Ces échantillons sont encore en cours d'analyse.

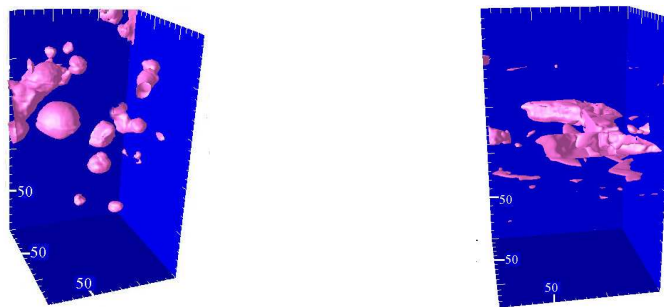


Fig. 8. Tomographies de zones d'échantillons de tantale endommagés par impact de plaques Al/Ta. A gauche, impact à 570 m/s. A droite, impact à 1078 m/s. On note la forme sphérique des pores (en rose) dans l'impact à faible vitesse, ainsi que les liens entre gros et petits pores. Les pores ont coalescé sous forme de fissures aplaties dans l'impact rapide à 1078 m/s. L'échelle est en µm. La base du volume d'examen est de 150µm de côté.

4. Impact laser sur tantale et aluminium

Les expériences décrites maintenant ont été réalisées au CLFA/Laboratoire pour l'Application des Lasers de Puissance (LALP). Le dispositif est schématisé en fig. 9. Un faisceau laser est focalisé sur une cible solide. L'énergie déposée en surface est absorbée par une très faible épaisseur de matière qui est chauffée, vaporisée et ionisée en quelques picosecondes. Le plasma ainsi formé génère une onde de choc dans le matériau. L'ablation induite par ce type de laser peut être confinée ou non confinée (directe), selon l'état de surface de l'échantillon. Dans le cas d'une ablation directe, le faisceau laser est directement focalisé sur la surface de la cible. Dans le cas confiné, un milieu diélectrique transparent (eau) est interposé entre la cible et le faisceau. L'expansion volumique du plasma créé à l'interface cible/confinement diminue. Comparée à l'ablation directe, cette technique permet augmenter d'un facteur 5 à 10 les pressions d'ablation, et d'un facteur 2 à 3 la durée de maintien. Le laser utilisé est un laser Nd : Yag, de longueur d'onde 1064 nm. Son impulsion est de type « gaussienne », d'une durée typique de 10 ns. Le flux est compris entre 10 et 5000 GW/cm², selon la densité du matériau, correspondant à des pressions de l'ordre de la dizaine de Gpa. Le temps de maintien de la pression est du même ordre de grandeur que la durée de l'impulsion laser, entre 10 et 50 ns. Les cibles choisies ont une épaisseur variant de 100 à 500 µm.

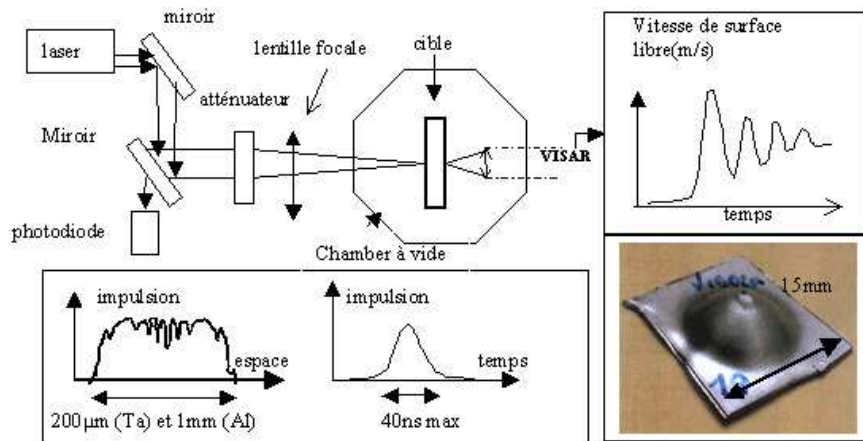


Fig. 9. Dispositif expérimental avec les mesures de l'impulsion en temps et en espace, de la vitesse de la surface libre, et l'échantillon récupéré : ici, un échantillon d'aluminium, initialement plan, mais déformé en calotte par l'impact.

Comme dans les impacts de plaques, l'onde de choc induit une zone de tension pouvant conduire à de l'endommagement. Cette zone (fig. 10) est créée par l'intersection de deux ondes de détente (D), la première provenant de la réflexion de l'onde de compression incidente (U) sur la surface libre arrière, la seconde étant issue de la diminution rapide du profil de pression appliquée en face avant, après le pic (fig. 10). Sur le schéma de la fig. 9, le diagnostic Vsl associé est soit une mesure IDL, soit une mesure VISAR [2]. La fig. 11 illustre l'effet de différents niveaux d'endommagement sur la courbe de Vsl. En l'absence d'endommagement, la période des oscillations de la courbe est grande (courbe en pointillés) ; en présence d'écaillage, la courbe oscille très rapidement. Un endommagement intermédiaire est caractérisé par un pic d'endommagement [2] mis en évidence sur la fig. 10. Les cibles, déformées en calottes (fig. 9), sont récupérées après l'expérience pour être examinées soit par coupe (fig. 14) soit par microtomographie (fig. 15), comme dans la section précédente.

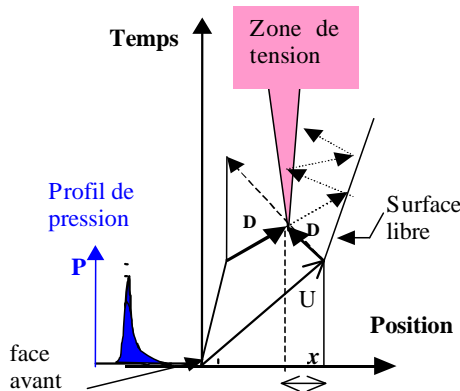


Fig. 10. Diagramme de marche (position/temps) représentant le parcours des ondes et la zone de tension.

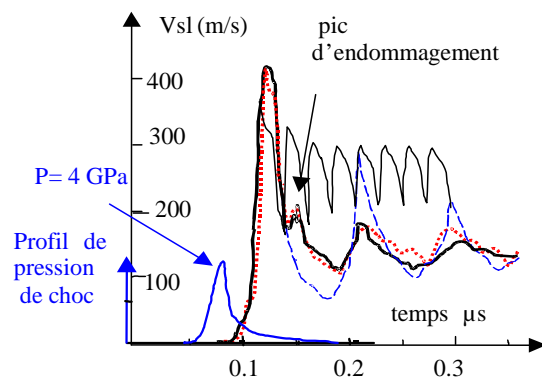


Fig. 11. Courbes de vitesse de surface libre d'un échantillon d'Al non confiné de 250 μm soumis à une impulsion de 140 GW/cm² durant 10 ns. Expérience (courbe noire grasse) ; calcul viscoplastique sans endommagement (ti) ; calcul avec critère de tension limite (-) ; avec endommagement (GVP) (en rouge).

Les résultats suivants ont été obtenus sur cibles de tantale de 100 μm d'épaisseur en situation non confinée [4] afin d'éviter un claquage diélectrique. La difficulté avec ce matériau dense est d'obtenir un endommagement décelable par VISAR sans détruire l'échantillon. Ici, le flux imposé aux cibles a été augmenté jusqu'à 4900 GW/cm² et maintenu pendant 10 ns. Le diamètre de l'irradiation a été réduit à 200 μm. Les échantillons, perforés par arrachage de la calotte dans une phase ultérieure de l'impact (non reproductible par les calculs unidimensionnels), étaient inexploitable et n'ont pas fait l'objet d'analyse microtomographique. Néanmoins, dans la première phase de l'impact, les mesures VISAR de Vsl révèlent un endommagement (fig. 12) que l'on peut calculer par le modèle GVP (fig. 12). Dans ces expériences, la porosité issue du calcul GVP croît en fonction de l'intensité du choc et, au contraire de ce que l'on constate sur les impacts de plaques, devient stationnaire aux grands temps comme il se doit. La Vsl est bien reproduite par le modèle (fig. 12), avec des paramètres $\phi_0 = 5 \cdot 10^{-4}$,

$Y_0=850 \cdot 10^6$ Pa, $\eta_0=30$ Pa.s. On notera que la porosité initiale, et la limite d'élasticité varient ici par rapport à l'impact de plaques, tandis que la viscosité ne change pas. Le changement de Y_0 est peu significatif, tandis que celui de ϕ_0 traduit sans doute des conditions de germination des pores différentes dans les deux types d'expériences.

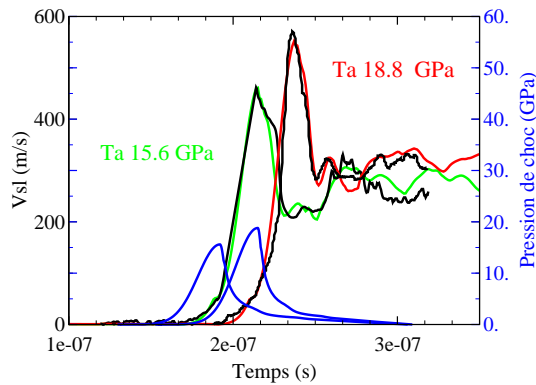


Fig. 12. Vsl sur Ta pour deux pressions de choc laser non confiné: expériences (vert, rouge), calcul GVP (noir), pressions de choc en face avant pour chaque expérience (bleu, échelle de droite).

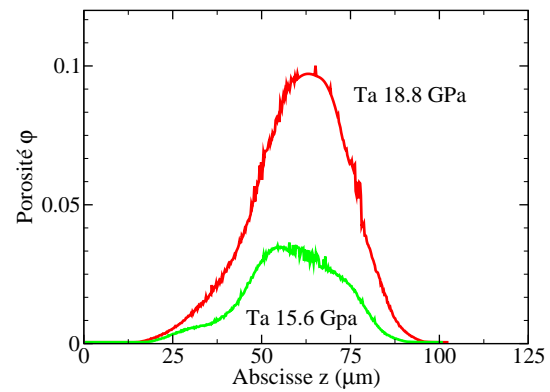


Fig. 13. Porosité selon l'axe d'impact pour les deux chocs de la fig. 12 (calculs GVP, courbe stationnaire en fin de calcul).

Afin de pouvoir cette fois récupérer des échantillons, nous avons réalisé dans les mêmes conditions deux tirs laser sur feuille d'aluminium d'épaisseur 500 μm . Pour des raisons techniques, la mesure de la Vsl a due être effectuée ici par IDL. Les résultats (fig. 14) présentent un net pic d'endommagement mais le front de montée est imprécis, le temps de réponse de l'IDL étant trop long. En revanche l'IDL fournit des résultats corrects derrière le front. La Vsl mesurée est bien restituée par le modèle dans cette région (fig.14). Les paramètres sont $\phi_0=3 \cdot 10^{-4}$, $Y_0=262 \cdot 10^6$ Pa, $\eta=3.4$ Pa.s. La Vsl mesurée pour $t > 3.5 \cdot 10^{-7}$ s croît plus lentement que sur les calculs (fig. 14).

La courbe de porosité calculée selon l'axe prédit une porosité maximale inférieure à 0.04 (fig.15). Les échantillons ont été récupérés, l'un a été coupé pour un examen au microscope (fig.16) et l'autre, tomographié (fig.17).

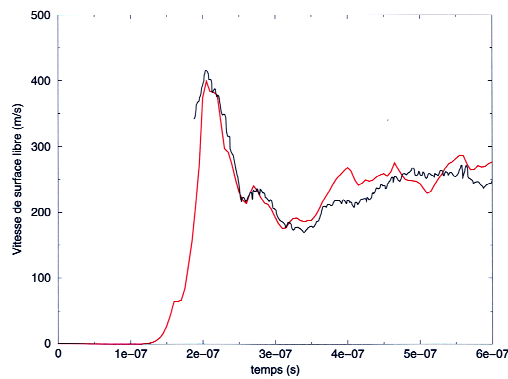


Fig. 14. Courbe de Vsl. Impact laser sur Al. Mesure (noir). Calcul GVP (rouge).

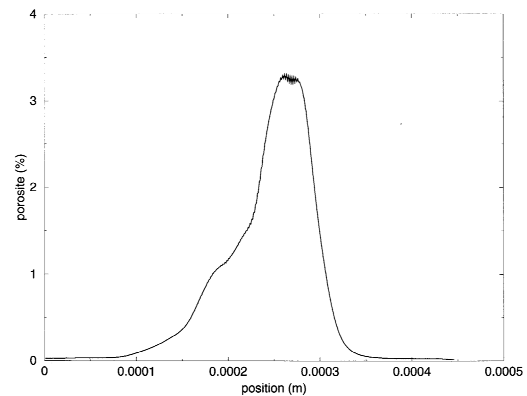


Fig. 15. Impact laser sur Al. Porosité selon l'axe de choc (calcul GVP).

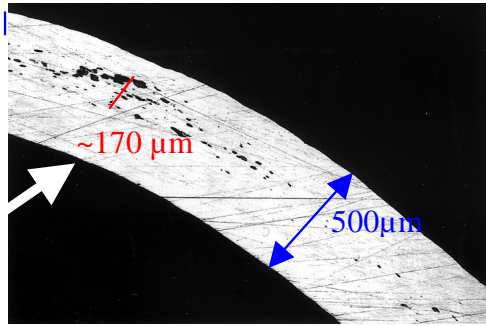


Fig. 16. Micrographie d'une coupe de l'échantillon.

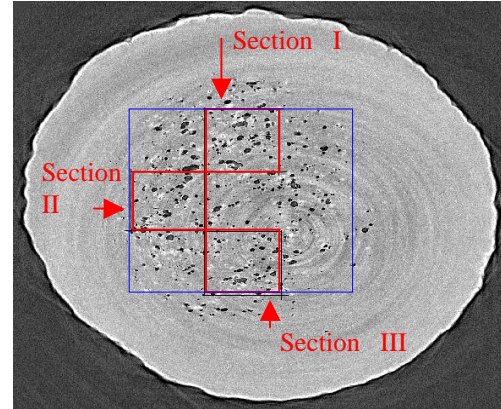


Fig. 17. Position des sections d'étude sur une slice prise dans le plan d'écaillage.

Sur la coupe (fig.16), on situe la zone de tension et son épaisseur approximative ($170\mu\text{m}$). On note l'hétérogénéité des volumes de pores. Sur la tomographie, effectuée sur la ligne ID19 de l'ESRF, les slices au sommet de la calotte apparaissent comme des disques (fig. 17) de plus en plus larges vers la base (après avoir traversé l'épaisseur de la calotte, les slices deviennent des sections annulaires ; on ne s'intéresse ici qu'à la partie supérieure de la calotte). Chaque slice est d'épaisseur $2\mu\text{m}$ (largeur du voxel). L'analyse est effectuée sur un parallélépipède de $1200\mu\text{m} \times 1200\mu\text{m} \times 300\mu\text{m}$ situé au sommet de cette calotte, dans la partie la plus représentative de l'endommagement (en bleu, vu de dessus, sur la fig. 17). Afin d'apprécier l'hétérogénéité de l'endommagement, la porosité est mesurée sur trois sous-parallélépipèdes $400\mu\text{m} \times 400\mu\text{m} \times 300\mu\text{m}$ (fig. 16, en rouge), et sur le grand parallélépipède. En dépit de la dispersion, les porosités sont du même ordre de grandeur sur les trois sections I, II, III, et plus faible sur la section globale (fig. 18). Cela est dû à l'asymétrie du choc réel, décelable sur la fig. 17, et aussi à la courbure de la calotte qui diminue l'endommagement apparent en bord de slice. La porosité mesurée est supérieure à celle calculée, bien que la position du maximum à $z=280\mu\text{m}$ de la face impactée, et la queue à gauche du maximum, (figs. 15 et 18) soient bien restitués par le modèle.

Les pores sont suffisamment nombreux pour permettre une analyse de leur distribution en volume, effectuée à l'aide de l'algorithme d'identification d'amas de Hoshen-Kopelman [11]. Ce type d'information échappe aux modèles n'admettant que la porosité comme variable interne d'endommagement, tel le modèle GVP. Le volume des pores est compté en nombre de voxels. Les distributions sont établies par binning sur des bins de largeur exponentiellement croissante en puissances de 2 afin de diminuer les fluctuations dues au faible nombre de gros pores [8]. La fig. 18, où sont superposés les distributions sur les trois secteurs d'étude de la fig. 17, met en évidence une loi de puissance sur deux décades aux grandes tailles, caractéristique d'un régime de coalescence dans lequel les amas sont formés selon un processus hiérarchique [8,11], avec un exposant $\alpha=0.8$ (± 0.04) mesuré dans la région de fit par régression non linéaire (l'incertitude porte sur la variation de l'exposant d'une section à l'autre). Compte-tenu de l'incertitude, cet exposant est plus faible, mais compatible avec celui ($\alpha=\tau-1=1.2$) obtenu dans des impacts de plaque par dynamique moléculaire sur Ni et sur Ta (identique, donc indépendant du matériau) [8]. Cela indique une distribution macroscopique moins hétérogène que dans les simulations à l'échelle moléculaire. On notera l'accord entre les distributions sur les trois secteurs. L'origine du palier aux petits volumes (qui correspond, dans les notations de [8], à un exposant $\tau \sim 1$) est inconnue, mais

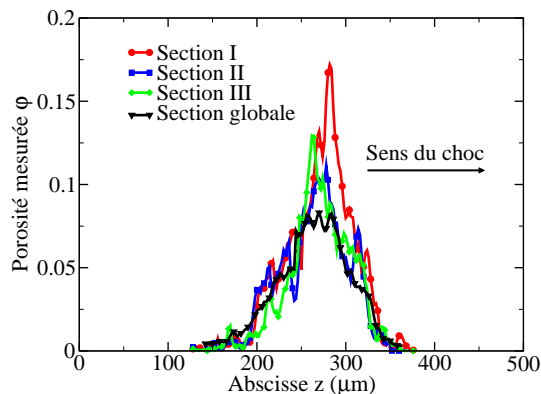


Fig. 18. Porosité mesurée (tir laser A1, cf. fig. 17).

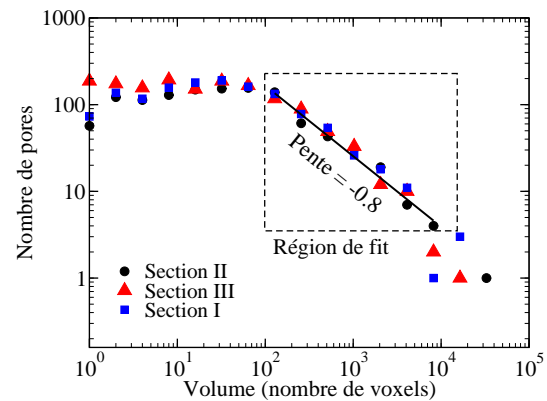


Fig. 19. Distribution en volume des pores (tir laser A1).

pourrait être liée à une compaction du matériau durant le choc, observable durant les calculs avec le modèle.

5. Conclusion

Ce travail expérimental et théorique illustre les capacités du modèle GVP à reproduire les vitesses de surface libre mesurées dans des chocs courts, qu'il s'agisse de d'impact de plaques ou bien de chocs laser. L'introduction de la loi de Bingham dans le modèle de Gurson suffit à rendre compte de la dépendance en vitesse des impacts sans changer les paramètres du modèle (cf. fig. 12, où trois vitesses sont restituées). Comme l'attestent les mesures de porosité par microtomographie, dont l'utilité est clairement établie ici, le modèle GVP sous-estime toutefois assez fortement la porosité en impact laser, pour des raisons qui ne sont pas encore bien comprises. Il est possible que l'adjonction d'un terme de nucléation de pores améliore la situation, la difficulté consistant à ne pas trop augmenter le nombre de paramètres de calage non-mesurables du modèle. En impact de plaques, la situation est paradoxalement différente, puisque la porosité calculée ne cesse de croître sans atteindre d'état asymptotique. Des calculs bidimensionnels sont en cours, en particulier pour l'étude des tirs laser sur Al, afin d'affiner l'analyse de la variation de porosité en incluant l'effet de courbure de calotte, et d'améliorer la comparaison aux mesures. Par ailleurs, la distribution en volume des pores en loi de puissance aux grandes tailles est à notre connaissance le premier résultat expérimental de ce type obtenu en endommagement ductile. Il devra être confirmé par des analyses analogues sur d'autres échantillons et dans d'autres configurations expérimentales, si possible sur plus de décades. La prédiction de cette distribution constitue un défi aux modèles actuels d'endommagement. De nombreux échantillons restent à analyser, et nous espérons préciser ces résultats dans un futur proche.

Remerciements : les auteurs remercient C. Denoual pour de nombreuses discussions.

Références

- [1] J. N. Johnson, J. Appl. Phys. **52**, 2812 (1981).
- [2] L.Tollier et coll., J. Appl. Phys. **83**, 1224 (1998); *ibid.* p. 1231.
- [3] M. Berthe et coll. *Etude de l'endommagement de matériaux ductiles par choc laser*. Application au tantale. Rapport LULI 2000, section D2, p. 115 (www.luli.polytechnique.fr/Rapport/LULI00/pdf/pdf2.pdf).
- [4] M. Nicollet, J.Bontaz-Carion, J.C. Protat, P. Manczur, *Interférométrie Doppler Laser en visée oblique*, dans ces proceedings.
- [5] A. L. Gurson, *Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth*. J. Eng. Mater. Technol. **99**, 2-15 (1977).
- [6] G. Perrin, J. Eng. Mech.-ASCE **128**, 885-888 (2002). *Homogenized behavior equations for porous Bingham viscoplastic material*.
- [7] O. Arnould, Y.-P. Pellegrini, C. Denoual et J.-M. Diani, *Ecaillage ductile dynamique: extension viscoplastique du modèle de Gurson*, Matériaux 2002 conference (Tours, 21-25 octobre 2002), unpublished.
- [8] A. Strachan, T.Cagin, W.A. Goddard III, *Critical behaviour in spallation failure of metals*, Phys. Rev. B **63**, 060103(R) (2001).
- [9] Baruchel J., Buffière, J.-Y., Maire E., Merle P. and Peix G. *X-Ray Tomography in Material Science*. (Hermès Science Publications, Paris, 2000).
- [10] J. Bontaz-Carion & coll., *Dynamic damage in metal : porosity as a test for damage models* in A. Chiba, S. Tanimura and K. Okamoto (eds.) *Impact Engineering and Application, Proc. 4th Int. Symp. on Impact Engineering* (Elsevier, Oxford, 2001), pp.633-638.
- [13] J. Bontaz-Carion & coll., *Laser impact in aluminium and tantalum*, *ibid.*, pp. 839-844.
- [11] D. Stauffer, A. Aharony, *Introduction to percolation theory*, 2nd ed. (Taylor & Francis, London, 1994).
- [12] A.K. Zurek, W.R. Thissel, D.L. Tonks, R. Hixson, F. Addessio, J. Phys. IV France **7**, C3-903-908 (1997).
- [14] G. Roy, thèse de l'Université de Poitiers, *Vers une modélisation approfondie de l'endommagement ductile dynamique. Investigation expérimentale d'une nuance de tantale* (janvier 2003).